

HIGH STRENGTH STEEL WIRE FOR SPRING AND ITS PRODUCTION

Publication number: JP2000169937 (A)

Publication date: 2000-06-20

Inventor(s): HAYASHI HIROAKI; SUZUKI SHOICHI; OCHIAI YUKIO;
HASHIMURA MASAYUKI; HAGIWARA HIROSHI; MIYAKI
TAKANARI

Applicant(s): SUZUKI METAL INDUSTRY CO LTD; NIPPON STEEL
CORP

Classification:

- international: *C22C38/02; C21D9/52; C22C38/00; C22C38/06;
C22C38/18; C22C38/34; C22C38/44; C22C38/46;
C22C38/50; C21D1/18; C22C38/02; C21D9/52; C22C38/00;
C22C38/06; C22C38/18; C22C38/34; C22C38/44;
C22C38/46; C22C38/50; C21D1/18; (IPC1-7): C22C38/00;
C21D9/52; C22C38/18; C22C38/50*

- European: C21D9/52B; C22C38/06; C22C38/34; C22C38/44;
C22C38/46

Application number: JP19990103305 19990409

Priority number(s): JP19990103305 19990409; JP19980280168 19981001

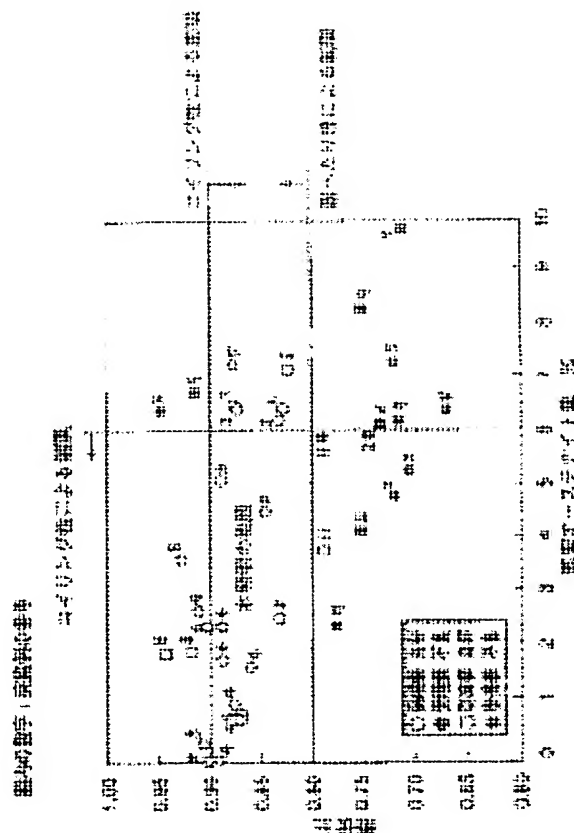
Also published as:

 JP3595901 (B2)
 FR2784119 (A1)
 US6338763 (B1)
 KR20000028786 (A)
 DE19947393 (A1)

Abstract of JP 2000169937 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an oil tempered steel wire having high strength (≥ 1960 MPa tensile strength) and good workability.

SOLUTION: This steel wire is the one contg., as steel components, by weight, 0.4 to 0.7% C, 1.2 to 2.5% Si, 0.1 to 0.5% Mn, 0.4 to 2.0% Cr and 0.0001 to 0.005% Al, in which the content of P is limited to $\leq 0.015\%$, and that of S to $\leq 0.015\%$, and the balance Fe with inevitable impurities, in which the size of nonmetallic inclusions is $\leq 15 \mu\text{m}$, its tensile strength is ≥ 1960 MPa, the yield ratio ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$) is 0.8 to 0.9 or the yield ratio is ≥ 0.8 , and also, the content of retained austenite is controlled to $\leq 6\%$.



Data supplied from the **esp@cenet** database — Worldwide

【特許請求の範囲】
【請求項1】鋼成分として、重量%で、
C : 0.4~0.7%、
Si : 1.2~2.5%、
Mn : 0.1~0.5%、
Cr : 0.4~2.0%、
Al : 0.0001~0.005%を含むとともに、
P : 0.015%以下
S : 0.015%以下
に制限し、残部がFeと不可避免的不純物からなり、非金
属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960
MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項2】鋼成分として、重量%で、
C : 0.4~0.7%、
Si : 1.2~2.5%、
Mn : 0.1~0.5%、
Cr : 0.4~2.0%、
Al : 0.0001~0.005%を含むとともに、
P : 0.015%以下
S : 0.015%以下
に制限し、残部がFeと不可避免的不純物からなり、非金
属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960
MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項3】請求項1または2に規定された化学成分に
加え、重量%でNi : 0.1~2.0%を含み、非金属
介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960M
Pa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項4】請求項1から3の何れかに規定された化学
成分に加え、重量%でMo : 0.1~2.0%を含み、
非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が19
60MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8
以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オー
ステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項5】請求項1から4のいずれかに規定された化
学成分に加え、重量%でNb : 0.005~0.05%
またはTi : 0.005~0.05%の1種または2種
を含み、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強
度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})
が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ
残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼
線。

【請求項6】請求項1から5のいずれかに規定された化

学成分の鋼に対し、加熱温度を920℃以上、焼入れ時
の線の温度を45℃以下となるように熱処理すること
により、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強
度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})
が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ
残留オーステナイト量を6%以下にする高強度ばね用鋼
線の製造方法。

【発明の詳細な説明】
【0001】
【発明の属する技術分野】本発明はばね鋼およびその製
造方法にかわり、特に自動車、一般機械向けの高強度
を有するコイルばねに適するばね鋼およびその製造方法
に関するものである。

【従来の技術】自動車や機械の小型化、高性能化に伴
い、搭載されているばねには更に高強度化が求められて
いる。特にばねの性能としての耐疲労性と耐へたり性が
特に重要である。コイルばねは熱間または冷間にてコイ
リングされてきた。しかし、自動車エンジンの弁ばねの
ように高強度にも拘らず、線径が細いものに関しては冷
間コイルングが一般的で、最近では熱間ばねのような太
い線径のものに対しても冷間コイルングが増加してきて
いる。これまでの冷間コイルばねにはJIS G 4801に示さ
れるようなSi-Mn系やSi-Cr系ばね鋼を用いた
オイルテンパー線が用いられてきた。またさらなる高強
度化を図るため、特開平1-83644号公報や特開平
2-5737号公報のように上述のベースとなるばね
鋼にMo、Vなどの元素を追加してオイルテンパー処理
した鋼線が用いられてきた。

【0003】一般には素材の引張強さまたは硬度を高
くすれば、耐疲労性および耐へたり性は向上することが
知られている。しかし、引張強さが1960MPaを超
える高強度ばねでは非金属介在物を起点とした疲労破壊
や粒界破壊など従来用いられていた低強度の材料では見
られない破壊の出現頻度が高くなる。さらに冷間成形を
行うばねでは素材となるオイルテンパー線の加工性(ば
ね成形性)が重要な因子となる。すなわち、オイルテン
パー線を用いて冷間成形によりコイルばねとする場合、
オイルテンパー線の引張強さが高くなると破壊ひずみが
小さいため、コイルング中に損傷する。

【0004】高強度と良好なコイルング性を両立させる
ため、特開平4-247824号公報では冷間における
コイルングが有効であるとされている。しかし、一般に
用いられている冷間コイルング法と比較して生産性、作
業性の面で程がなかった。また、特開平3-16250
号公報では残留オーステナイトを利用し、コイルングに
よる加工誘起変態によってひずみを開放し、折損を防止
できると主張している。しかし、残留オーステナイト量
の増加に対して引張試験での伸び値は増加するが、ノッ
チ付き試験片での曲げ試験における曲げ角度測定結果に

(19) 日本特許庁 (J P) (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-169937
(P2000-169937A)

(43) 公開日 平成12年6月20日(2000.6.20)

(51) Int.Cl. ⁷	特許庁	F I	特許庁(参考)
C22C 38/00	301	C22C 38/00	301Y 4K043
C21D 9/52	103	C21D 9/52	103B
C22C 38/18		C22C 38/18	
38/50		38/50	

(21) 出願番号	特開平11-103305	(71) 出願人	000252056 鈴木金属工業株式会社
(22) 出願日	平成11年4月9日(1998.4.9)		東京都千代田区丸の内1丁目8番2号
(31) 優先権主張番号	特開平10-280168	(71) 出願人	000006855 新日本製鐵株式会社
(32) 優先日	平成10年10月1日(1998.10.1)		東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(72) 発明者	林 博昭 千葉県習志野市東習志野7丁目5番地1号 鈴木金属工業株式会社内
		(74) 代理人	100088018 弁理士 三浦 祐治

(54) 【発明の名称】 高強度ばね用鋼線およびその製造方法

(57) 【要約】
【課題】高強度(引張強度1960MPa以上)かつ良
加工性を有するオイルテンパー線を提供する。
【解決手段】鋼成分として、重量%でC : 0.4~0.5
%、Cr : 0.4~2.0%、Al : 0.0001~
0.005%を含むとともに、P : 0.015%以
下、S : 0.015%以下に制限し、残部がFeと不
可避的不純物からなり、非金属介在物の大きさが15μ
m以下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比
(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上0.9以下、または降伏比
0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高
強度ばね用鋼線およびその製造方法。

【請求項1】鋼成分として、重量%で、
C : 0.4~0.7%、
Si : 1.2~2.5%、
Mn : 0.1~0.5%、
Cr : 0.4~2.0%、
Al : 0.0001~0.005%を含むとともに、
P : 0.015%以下
S : 0.015%以下
に制限し、残部がFeと不可避免的不純物からなり、非金
属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960
MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項2】鋼成分として、重量%で、
C : 0.4~0.7%、
Si : 1.2~2.5%、
Mn : 0.1~0.5%、
Cr : 0.4~2.0%、
Al : 0.0001~0.005%を含むとともに、
P : 0.015%以下
S : 0.015%以下
に制限し、残部がFeと不可避免的不純物からなり、非金
属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960
MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項3】請求項1または2に規定された化学成分に
加え、重量%でNi : 0.1~2.0%を含み、非金属
介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960M
Pa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8以上
0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステ
ナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項4】請求項1から3の何れかに規定された化学
成分に加え、重量%でMo : 0.1~2.0%を含み、
非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が19
60MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})が0.8
以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オー
ステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線。

【請求項5】請求項1から4のいずれかに規定された化
学成分に加え、重量%でNb : 0.005~0.05%
またはTi : 0.005~0.05%の1種または2種
を含み、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強
度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})
が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ
残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼
線。

【請求項6】請求項1から5のいずれかに規定された化

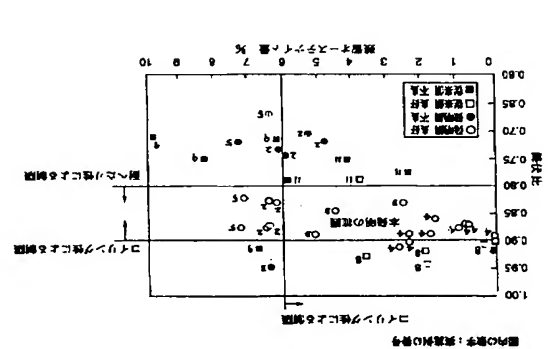
学成分の鋼に対し、加熱温度を920℃以上、焼入れ時
の線の温度を45℃以下となるように熱処理すること
により、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強
度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_{0.2})
が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ
残留オーステナイト量を6%以下にする高強度ばね用鋼
線の製造方法。

【発明の詳細な説明】
【0001】
【発明の属する技術分野】本発明はばね鋼およびその製
造方法にかわり、特に自動車、一般機械向けの高強度
を有するコイルばねに適するばね鋼およびその製造方法
に関するものである。

【従来の技術】自動車や機械の小型化、高性能化に伴
い、搭載されているばねには更に高強度化が求められて
いる。特にばねの性能としての耐疲労性と耐へたり性が
特に重要である。コイルばねは熱間または冷間にてコイ
リングされてきた。しかし、自動車エンジンの弁ばねの
ように高強度にも拘らず、線径が細いものに関しては冷
間コイルングが一般的で、最近では熱間ばねのような太
い線径のものに対しても冷間コイルングが増加してきて
いる。これまでの冷間コイルばねにはJIS G 4801に示さ
れるようなSi-Mn系やSi-Cr系ばね鋼を用いた
オイルテンパー線が用いられてきた。またさらなる高強
度化を図るため、特開平1-83644号公報や特開平
2-5737号公報のように上述のベースとなるばね
鋼にMo、Vなどの元素を追加してオイルテンパー処理
した鋼線が用いられてきた。

【0003】一般には素材の引張強さまたは硬度を高
くすれば、耐疲労性および耐へたり性は向上することが
知られている。しかし、引張強さが1960MPaを超
える高強度ばねでは非金属介在物を起点とした疲労破壊
や粒界破壊など従来用いられていた低強度の材料では見
られない破壊の出現頻度が高くなる。さらに冷間成形を
行うばねでは素材となるオイルテンパー線の加工性(ば
ね成形性)が重要な因子となる。すなわち、オイルテン
パー線を用いて冷間成形によりコイルばねとする場合、
オイルテンパー線の引張強さが高くなると破壊ひずみが
小さいため、コイルング中に損傷する。

【0004】高強度と良好なコイルング性を両立させる
ため、特開平4-247824号公報では冷間における
コイルングが有効であるとされている。しかし、一般に
用いられている冷間コイルング法と比較して生産性、作
業性の面で程がなかった。また、特開平3-16250
号公報では残留オーステナイトを利用し、コイルングに
よる加工誘起変態によってひずみを開放し、折損を防止
できると主張している。しかし、残留オーステナイト量
の増加に対して引張試験での伸び値は増加するが、ノッ
チ付き試験片での曲げ試験における曲げ角度測定結果に



においては残留オーステナイト量には影響しないが、むしろ低下などの結果が示されており、その残留オーステナイト量の影響は明確ではなかった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明では高強度と冷間での良好なねば成形性を両立できる高強度ばね用鋼線とその製造方法の提供を課題としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】ばねの疲労強度、耐へた性を向上させるためには1960MPa以上の高強度であることが必要不可欠である。特に最近高強度のばねを得る手法としてばねの硬化処理がしばしば適用されている。この場合の硬化温度は380～580℃という高温が適用される。このような場合、オイルテンパー処理時を含めて焼戻し軟化低抗を高める手段として従来のC、Siに加え、V、Mo、Ti、Nbなどが添加されることが多い。本発明においてもこのような元素が添加されている。

【0007】また、このように引張強さが1960MPaを超えるような高強度化された材料で製造されたばねは、単純な疲労試験でもばね鋼とは異なる破壊機構で破壊する。特許的な破壊は従来よりも小さな非金属介在物を起点とするものや粒界破壊を呈することが多い。そこで、破壊起点となる非金属介在物の大きさを小さくするとともに、粒界を清浄化して粒界強度を向上させ、特に粒界に偏析して粒界強度を下げるP、Sを低減させることが重要である。

【0008】上述の合金元素を添加して高強度を得ると、ばねの成形性に問題を生じることが多い。高強度な冷間成形ばねの素材としてはオイルテンパー線が広く用いられているが、このオイルテンパー線は伸張加工した材料を連続的に焼入れ、焼戻しをするストランド処理という方式により製造される。この方式は極めて短時間の熱処理時間で効率よく焼入れ、焼戻しを行うことに特徴がある。しかし、合金元素を固溶させるための加熱時間が熱間成形ばねの熱処理より短時間であるため、未固溶の炭素化物が基質中に残留しやすい。この炭素化物は再結晶に際し、結晶粒生成の核となり結晶粒界を微細化させ、疲労強度を上昇させるための降伏点上昇に伴う破壊ひずみの減少および切り欠き感受性の増大をもたらす。従って、未固溶の炭素化物を少なくすることが、冷間でのばね成形性向上につながることを見出した。そのため、実際上の熱処理時において炭素化物を制御しつつ降伏点を下げることが効果的である。

【0009】さらに上述の合金元素を添加した場合、残留オーステナイトが偏析部やオーステナイト粒界付近に残留することが多い。残留オーステナイトは加工誘起変態によってひずみエネルギーを解放するため、延性を高める場合もあるが、実際の冷間コイルリングにおいては加工性を損なうことが多い。すなわち、残留オーステナ

下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_s$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線である。

【0014】また(5)前記(1)から(4)の何れかに規定された化学成分に加え、重量%でNb:0.005～0.05%またはTi:0.005～0.05%の1種または2種を含み、非金属介在物の大きさが15 μ m以下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比($\sigma_{0.2}/\sigma_s$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6%以下とした高強度ばね用鋼線である。

【0015】また(6)前記(1)から(5)のいずれかに規定した化学成分の鋼に対し、加熱温度を920℃以上、焼入れ時の線の温度を45℃以下となるように熱処理をすることにより、非金属介在物<15 μ m、引張強さ1960MPa以上を有し、降伏点比($\sigma_{0.2}/\sigma_s$)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8%以上残留オーステナイト量を0.6%以下にする高強度ばね用鋼線の製造方法である。

【0016】

【発明の実施の形態】発明者は焼入れ焼戻し後に高強度と加工性を両立する鋼線とその製造方法を発明するに至った。その詳細を以下に示す。

【0017】Cは鋼材の基本強度に大きな影響を及ぼす元素であり、十分な強度を得るために0.4～0.7%とした。0.4%未満では1960MPa以上の引張強度が得られず、0.7%超では過共析に近くなり、V、Nb、Mo、Ti等と結びついて炭化物を生成しやすいため、上限を0.7%とした。

【0018】Siはばねの強度、硬さと耐へた性を確保するために必要な元素であり、少ない場合は必要強度、耐へた性が不足するため、1.2%を下限とした。また多量に添加しすぎると、材料を硬化させるだけでなく、脆化する。特にオイルテンパー後のコイルングにおいて折損を生じ易くなる。そこで焼入れ焼戻し後の脆化を防ぐために2.5%を上限とした。

【0019】Mnは硬度を十分に得るため、また鋼中に存在するSをMnSとして固定し、強度低下を抑制するために0.1%を下限とする。Mnの上限値を0.5%とした理由は以下に述べる。Mn量が多いと、伸張前の圧延時に局部的な過冷組織を生じ易くなる。通常、圧延はこのような過冷組織を生成しないように注意深く行われるが、Mnが多量に含まれるとミクロ偏析の影響で突発的に生じる可能性が高い。このような過冷組織はひきつづき行われる伸張工程において断縁の原因になる。またMnは伸張前の皮むき工程(シェービングあるいはローリング工程)において加熱による系属アルテンサイト生成を促進する。さらにMnは残留オーステナイトの残留量に大きな影響を与える元素で、後述する製造方法

で製造した場合、オイルテンパー後に残留オーステナイトを6%以下に抑制するために多くを添加できない。本発明においてはSを制限するため、Mn添加量を機械的性質が確保できる最低限に制限した。

【0020】Crは焼入れ性を向上させるとともに焼戻し軟化低抗を付与する。また硬化を行う鋼の場合、Nと結びついて窒化物を生成し、鋼を硬化させる。0.4%未満ではその効果は顕著ではなく、2.0%を超えるとCr系炭化物を生成し、破壊特性を低下させる。したがってCr含有量を0.4～2.0%で規定した。

【0021】Pは鋼を硬化させるが、さらに偏析を生じ、材料を脆化させる。特に位相強度を低下させ、衝撃値の低下や水素の侵入により遅延破壊などを引き起こす。そのため少ない方がよい。そこで脆化傾向が顕著となる0.015%を上限とした。

【0022】SもPと同様に鋼中に存在すると鋼を脆化させる。Mnによって腐力その影響力を小さくできるが、MnSも介在物の形態をとるため、破壊特性は低下する。またMn添加の弊害を腐力小さくするためにSの含有量を制限し、Mn添加量を最低限に抑制することが必要である。従って、Sも腐力小さくすることが望ましく、その悪影響が顕著となる0.015%を上限とした。

【0023】Vを添加すれば、軟化低抗を高めることができる。特に最近高強度のばねを得る手法としてはねの硬化処理がしばしば適用され、この場合の硬化温度は380～580℃という高温が適用される。このような高温熱処理を受けた際の硬さ低下を防ぐ元素としてVは有効な元素である。しかしその効果はVについては0.05%未満では効果がほとんど認められず、0.4%超では粗大な未固溶介在物を生成し、靱性を低下させる。またVもMnと同様に残留オーステナイト生成に影響する元素である。従ってMnとVの合計添加量が0.6%を超えると、残留オーステナイト量を6%以下にできない。そこでMn+Vが0.6%以下となるように制限した。

【0024】Niは焼入れ性を向上させ、熱処理によって安定して高強度化することができ、また延性を向上させるため、冷間コイルング時の折損を防止させることにも、ねばとしての破壊特性をも向上させる。その効果は0.1%未満では効果が認められず、2.0%超では効果が飽和する。

【0025】TiおよびNbは窒化物、炭化物を生成し、オーステナイト粒の微細化および析出強化に寄与する。これらの元素は0.005%未満ではその効果は認められなくなり、0.05%超では熱処理時に未溶解析出部として残留しやすくなる。未溶解析出物は寸法が大きく、破壊起点となりやすいため、オーステナイト粒の微細化や析出強化に寄与しなくなる。【0026】Alは酸化物生成元素であり、鋼溶製にお

いて脱酸に用いられることが多い。しかし弁はねのよう
な高強度で細い径で使用される場合には Al_2O_3 が微量添
加するとそれによって生成される Al_2O_3 が破壊起点とな
りやすいため、すなわち、 Al_2O_3 は非常に脆質なため
に、溶融段階で生成した Al_2O_3 は圧延伸線を経て破
砕されず、応力集中源になり易い。また変形能がマトリ
ックスと異なるため、荷重を負荷された場合、 Al_2O_3
周りに応力集中を生じてクラックやすべりを生じ易い。このよう
な理由から破壊起点となりやすいため、ばねにおいては
疲労強度を低下させざるを得ない。従って Al 含有量は
制限されるべきである。

【0027】しかし現状技術による鋼溶製には脱酸が必
須であるため、脱酸元素の投入は避けられず、その酸化
物寸法を微細にする技術が必要である。そこで Al を含
む複合酸化物（たとえば $\text{Mn}-\text{Si}-\text{Al}$ 系酸化物）を
生成させて、比較的脆質な酸化物を生成させれば、酸化
物は圧延、伸線段階で破砕されて微細になり、破壊起点
にならない。したがって Mn 系および Si 系酸化物の軟
質化には微量の Al を添加した方が好ましい。そこで A
1 が 0.005% 超であれば粗大 Al_2O_3 を生成する
でこれを上限とした。また A 1 を利用して残留に酸
化物の軟質化をはかるためには Al 1 含有量の下限を 0.
0001% とした。これ未満では Al を含む軟質な酸化
物を生成せず、 Si 系硬質酸化物を生成し、疲労強度が
低下する。

【0028】 Mo は焼き入後の焼戻し後の軟化抵抗を与え
る元素であり、硬化のような高温で処理されても鋼の軟
化を抑制し、必要強度を与えることが出来る。 Mo が
0.1% 未満であればその効果が小さく、また 2.0% 超
では鋼中で炭化物を生成し、逆に破壊特性を低下させる
ことがある。そのため、 Mo の含有量の下限を 0.1
%、上限を 2.0% とした。

【0029】非金属介入物すなわち硬質な酸化物、窒化
物、炭化物については、その大きさが大きくなると疲労
強度に悪影響を及ぼす。本発明で対象とする 1960 MPa
の高強度では小さな介入物でも破壊起点となる。そ
のため、本発明の強度レベルで悪影響を及ぼさない介入
物寸法の上限は $15\mu\text{m}$ であるので、これを上限値とし
て規定した。この場合の測定方法は異作物の位置から採
取した鋼線の長手方向断面を光学顕微鏡に取り付けた画
像処理装置を用いて 2000mm^2 にわたって介入物を
観察し、認められた最大非金属介入物の円相当径を本発
明で規定する非金属介入物寸法とする。

【0030】鋼線の強度であるが、高強度ばねに供する
には鋼線の引張強度を 1960 MPa 以上としなければ
ならない。これ以下ではコイルリング後のばねの性能が従
来の鋼線を用いたものと同程度変りない性能となる。た
だし、前述したとおり、コイルリングにおけるばね成形性
の点からは降伏点に留意する必要がある。すなわち冷間
成形では室温付近での塑性変形によってばねを成形する

ので、塑性変形の開始応力と破断応力が接近した材料で
は破断寸前の応力負荷状態で成形していることになる。
このような状況では製造上のおおきく変動や、打ち腐な
どの要因により、破断する確率が非常に高くなり、コイ
リング特性が悪くなる。

【0031】従って、塑性変形開始応力と破断応力の差
が大きい材料の方がコイルリング特性が良いと考えられ
る。このような観点から、塑性変形開始応力と破断応力
の差を示す指標として降伏比を用い、引張強度が 196
0 MPa の場合、降伏比が 0.9 以下にすれば良いこと
を見出した。逆にこの降伏比が 0.8 未満となると十分
なべなり特性を発揮できない。そこでべなりの観点から
降伏比を 0.8 以上とした。ただしこの規定は残留オー
ステナイト量によっても変動するため残留オーステナイ
ト量が 6% 以下では降伏比が 0.9 以上でも冷間コイ
リングは可能である。

【0032】残留オーステナイト量を 6% 以下とした理
由を述べる。残留オーステナイトは開析部や旧オーステ
ナイト粒界付近に残留することが多い。残留オーステナ
イトは加工誘起変態によってマルテンサイトとなるが、
ばね成形時に誘起変態による材料に局部的に高硬度部が
生成され、むしろばねとしてのコイルリング特性を低下
せることを見出した。また最近のばねはジョットビーニ
ングやセッチングなど塑性変形による表面強化をおこな
うが、このように塑性変形を加える工程を複数含む製造
工程を有する場合、早い段階で生じた加工誘起マルテン
サイトが破壊ひずみを低下させ、加工性や使用中的のばね
の破壊特性を低下させる。また打ちさす等のような工業
的に不可避的の変形が導入された場合にもコイルリング中
に容易に折損する。従って、残留オーステナイトを極力
低減し、加工誘起マルテンサイトの生成を抑制すること
で加工性を向上させる。

【0033】次に製造方法に関して述べる。加熱温度を
920℃ 以上にした理由はばね鋼に対して十分なオーステ
ナタイト化温度とするだけでなく、析出物を十分に溶解
する必要があるからである。すなわち、 Mo 、 V 、 T
 i 、 Nb などとは析出物を形成するが、焼入れ前の溶体化
が不十分であると未溶解析出物となった残留する。未溶
解析出物はコイルリング時の破壊起点になったり、粗大化
するのために析出物の数が減少するため、析出強化に寄与
できなくなる。このように未溶解析出物は当初の元素を
添加した意図に反した影響を現出するため、熱処理時に
は十分な注意が必要である。その目安として Mo 、 V 、
 Ti 、 Nb 系析出物の固溶量を 0.1% 以上にすれば析
出強化やコイルリング時の折損防止に有効であることを見
出した。

【0034】ここで Mo 、 V 、 Ti 、 Nb 系析出物の固
溶量に関しての詳細を述べる。 V は炭素および窒素と親
和性が良く、 MC 型で表される基本組成を持った化合物
を形成する。オーステナイト領域では加熱によってその

形態を変化させる。未固溶炭化物の挙動について V を例
に取ると、焼入れ焼戻し過程において V_4C_3 として析出
で表される。

$$\text{V}_4\text{C}_3 = 4\text{V}_\gamma + 3\text{C}_\gamma$$
$$\log [\% \text{V}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = - (30400/T) + 30.88 \cdots (1)$$

は平衡状態を考慮しているが、実際の短時間加熱ではさ
らに固溶炭素量は少ないと考えられる。 Nb 、 Ti にも
同様の関係が知られている。

$$\text{NbC} = \text{Nb}_\gamma + \text{C}_\gamma \cdots \cdots \cdots (3)$$
$$\log [\% \text{Nb}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = - (7970/T) - 3.31 \cdots \cdots (4)$$
$$\text{TiC} = \text{Ti}_\gamma + \text{C}_\gamma \quad (\text{C} = 0.5\%) \cdots \cdots \cdots (5)$$
$$\log [\% \text{Ti}]_\gamma [\% \text{C}]_\gamma = - (10475/T) - 4.68 \cdots \cdots (6)$$

【0039】

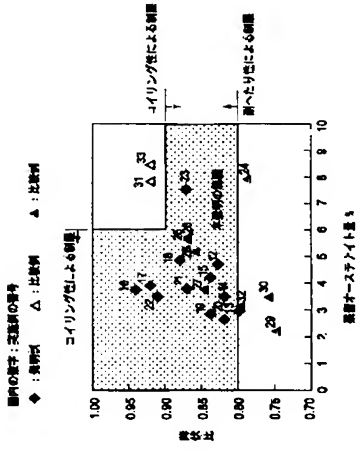
【実施例】表 1 に本発明鋼の化学成分例とともに比較従
来鋼（比較鋼）の化学成分を示す。本発明鋼（発明鋼）
は表 1 に示す化学成分に溶製され、熱間圧延により 8
mm の線材とした後、パテンチング・皮剥き・伸線・焼
鈍・オイルテンパーの各処理を施して 3.2mm のオ
イルテンパー線を作成した。発明鋼を含めて伸線過程で
断線等の不具合は発生していない。オイルテンパー線の
強度は耐疲労性および耐べり性の観点から引張強さを
1960 MPa 以上とした。また表中の介入物寸法は表
層付近における測定結果である。

【0040】表 2 に発明鋼および比較鋼によるオイルテ
ンパー線の熱処理条件および機械的性質等を示す。本発
明鋼は V 、 Mo 、 Ti 、 Nb 等の未固溶炭化物を選択
するため、従来鋼より加熱温度を高めた。さらに発明鋼に
ついてはばね成形にあたって折損をさけるため、降伏比
0.8~0.9 または残留オーステナイト量を抑制する
ために焼入れ温度を 450℃ 以下とした。さらに、焼戻し
温度を高めることにより、発生した残留オーステナイト
の分解を促進し、その量を 6% 以下に抑制した。また、
ばね成形にあたっての変形抵抗を下げるために降伏点比
も 0.8 以上 0.9 以下に調整した。

【0041】オイルテンパー線は高強度になると、切り
欠き感受性が高まり、ばね成形加工時に微細なきずを起
点として折損事故を生じやすくなる。このばね成形手
評値する手法として、ばね成形前に先立ち、高合金鋼ナ
ップをオイルテンパー線に押しつけて深さ 2.5mm のノ
ッチを付け、次にノッチに引張底力が負荷されるように
ノッチの反対側に半径 6.5mm のボシチで 3 点曲げ加
工を与え、折損までの曲げ角度を測定するノッチ曲げ試
験を行った。

【0042】図 1 に本発明鋼と従来鋼におけるオイルテ
ンパー処理における加熱温度とノッチ曲げ角後の関係を
示す。図 2 に残留オーステナイト量とノッチ曲げ角後の
関係を示す。本発明鋼は従来鋼の高合金材に比較してノ
ッチ曲げ性が改善されており、加熱温度を高めることに
より加工性の向上がはかれる。また残留オーステナイト
量との関係においても従来鋼よりノッチ曲げ性が優れ、

【図4】



4、29～31および33は降伏比もしくは残留オーステナイトの範囲が発明の範囲外で、実施例24、29、30は疲労特性および耐へたりに性の点で不良であり、実施例31および33はね成形性が不良であった。実施例25および26はP、Sが発明例より多く、疲労特性が不良であった。実施例24、29、30および31は発明例に比べ疲労特性、耐へたりに性の双方に劣る。また実施例32は化学成分は発明の範囲内であるが、強度が

不十分で疲労強度において不良であった。

【手続補正5】
【補正対象書類名】図面
【補正対象項目名】図4
【補正方法】変更
【補正内容】
【図4】

フロントページの続き

(72)発明者	鈴木 章一	(72)発明者	萩原 博
	千葉県習志野市東習志野7丁目5番地1号		北海道室蘭市仲町12番地
	鈴木金属工業株式会社内		会社室蘭製鐵所内
(72)発明者	落合 征雄	(72)発明者	宮木 隆成
	千葉県習志野市東習志野7丁目5番地1号		北海道室蘭市仲町12番地
	鈴木金属工業株式会社内		会社室蘭製鐵所内
(72)発明者	橋村 雅之		Fターム(参考)
	北海道室蘭市仲町12番地		4N043 A402 AB01 AB04 AB05 AB10
	会社室蘭製鐵所内		AB11 AB15 AB18 AB19 AB21
			AB22 AB23 AB25 AB26 AB28
			AB29 AB30 BB04 BB08

【手続補正書】
【提出日】平成11年9月28日(1999.9.28)
【手続補正1】
【補正対象書類名】明細書
【補正対象項目名】0010
【補正方法】変更
【補正内容】
【0010】すなわち本発明は(1)鋼成分として、重量％でC：0.4～0.7、Si：1.2～2.5、Mn：0.1～0.5、Cr：0.4～2.0、Al：0.0001～0.005を含むとともに、P：0.015％以下、S：0.015％以下に制限し、残留Feと不可逆的不純物からなり、非金属介在物の大きさが15μm以下、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_g)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6％以下とした高強度ばね用鋼線である。尚本明細書で降伏比および降伏比(σ_{0.2}/σ_g)はJIS G3022の1167の規定の如く、何れも(σ_{0.2}/σ_g)を指すもので、σ_{0.2}はJIS Z2241(1993年制定)に規定される耐力オーフセット法によって算出した永久伸び0.2％における荷重を試験片原断面積で除した値であり、σ_gは同じくJIS Z2241(1993年制定)に規定される引張最大荷重を試験片原断面積で除した値である。

【手続補正2】
【補正対象書類名】明細書
【補正対象項目名】0015
【補正方法】変更
【補正内容】
【0015】また(6)前記(1)から(5)のいずれかに規定した化学成分の鋼に対し、加熱温度を920℃以上、焼入れ時の線の温度を45℃以下となるように熱処理をすることにより、非金属介在物く15μm、引張強度が1960MPa以上を有し、降伏比(σ_{0.2}/σ_g)が0.8以上0.9以下、または降伏比0.8以上かつ残留オーステナイト量を6％以下とした高強度ばね用鋼線である。さらに発明例に比べて、従来の鋼より加熱温度を高めた。さらに、焼戻しについてはね成形にあたって折損をさけるため、降伏比0.8～0.9または残留オーステナイト量を抑制するために焼入れ温度を45℃以下とした。さらに、焼戻し温度を高めることにより、発生した残留オーステナイトの分解を促進し、その量を6％以下に抑制した。また、ね成形にあたっての変形抵抗を下げるために降伏比0.8以上0.9以下に調整した。

【手続補正3】
【補正対象書類名】明細書
【補正対象項目名】0048
【補正方法】変更
【補正内容】
【0048】実施例27および28は介在物寸法が発明例の制限より大きく、疲労特性が不良である。実施例2